

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L1: Entry 22 of 76

File: JPAB

Sep 5, 2000

PUB-NO: JP02000239791A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2000239791 A

TITLE: SUPERFINE-GRAINED HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN IMPACT RESISTANCE

PUBN-DATE: September 5, 2000

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

YASUHARA, HIDEKO

TOSAKA, AKIO

HIRA, TAKAAKI

FURUKIMI, OSAMU

## ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KAWASAKI STEEL CORP

APPL-NO: JP11046920

APPL-DATE: February 24, 1999

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/58

## ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a steel plate having superfine grains and excellent in a balance between strength and spreading workability as well as in a balance between strength and elongation by providing a specific composition and a prescribed structure, regulating the grain size of ferrite and that of a second phase to respectively specified values, providing the second phase with a prescribed structure, and regulating a prescribed deformation energy to a specific value.

SOLUTION: This steel plate has a composition consisting of, by weight, 0.01-0.3% C,  $\leq 2.0\%$  Si,  $\leq 3.0\%$  Mn,  $\leq 0.5\%$  P, 0.03-0.3% Ti,  $\leq 0.1\%$  Al, and the balance Fe with inevitable impurities and also has a structure containing ferrite as a principal phase and consisting of the principal phase and a secondary phase. The average grain size of ferrite is  $< 3 \mu\text{m}$  and that of the second phase is  $\leq 5 \mu\text{m}$ , and further, the second phase has a structure which contains martensite in an amount of 80-95% as a proportion (volume ratio) to the whole of the second phase and has the balance consisting of one or plural kinds among bainite, pearlite, and retained austenite. Moreover, the deformation energy per unit volume at 1000/s strain rate is regulated to  $\geq 60 \text{ MJ/m}^3$ .

COPYRIGHT: (C) 2000, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-239791

(P2000-239791A)

(43)公開日 平成12年9月5日(2000.9.5)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

C 22 C 38/00  
38/14  
38/58

識別記号

3 0 1

F I

C 22 C 38/00  
38/14  
38/58

マークド(参考)

3 0 1 W

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全10頁)

(21)出願番号 特願平11-46920

(22)出願日 平成11年2月24日(1999.2.24)

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社  
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28  
号

(72)発明者 安原 英子

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 登坂 章男

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(74)代理人 100099531

弁理士 小林 英一

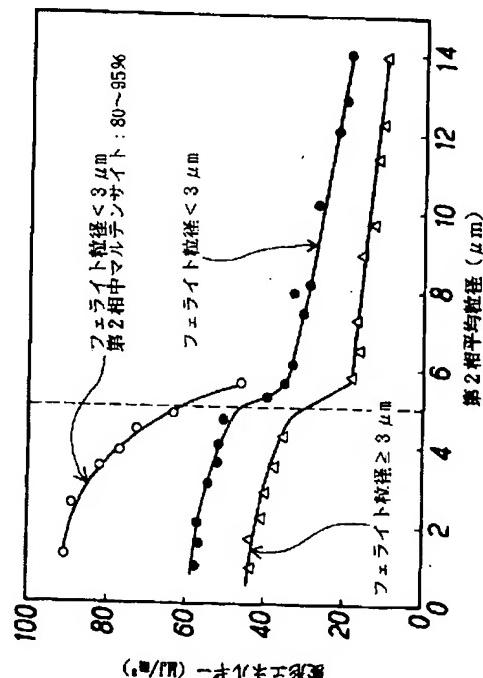
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板

(57)【要約】

【課題】 自動車の衝突時の安全性を確保できる耐衝撃性に優れた熱延鋼板を提供する。

【解決手段】 重量%で、C、Si、Mn量を調整し、さらにP: 0.5 %以下、Ti: 0.03~0.3 %を含有し、主相であるフェライトの平均粒径が3  $\mu\text{m}$  未満、第2相の平均粒径が5  $\mu\text{m}$  以下、第2相が第2相全体に対する比率(体積率)でマルテンサイトを80~95%含み、残部がベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上からなる組織とすることにより、歪速度1000/ $\text{s}$ における単位体積当たりの変形エネルギーが60MJ/ $\text{m}^3$ 以上と耐衝撃性に優れた熱延鋼板を得る。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.3 %, Si : 2.0 %以下、  
 Mn : 3.0 %以下, P : 0.5 %以下、  
 Ti : 0.03~0.3 %, Al : 0.10%以下

を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、主相と第2相とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が3  $\mu\text{m}$  未満、前記第2相の平均粒径が5  $\mu\text{m}$  以下、前記第2相が第2相全体に対する比率(体積率)でマルテンサイトを80~95%含み、残部がベイナイト、ペーライト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上からなり、歪速度1000/ $\text{s}$ における単位体積当たりの変形エネルギーが60MJ/ $\text{m}^3$ 以上であることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに、重量%で、下記A~C群のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板。

記

A群: Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種

B群: Cu : 1.0 %以下、Mo : 0.1 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上

C群: Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用、家電用、機械構造用、建築用等の用途に適用して有利な熱延鋼板に係り、とくに自動車が走行中に万一衝突した場合に優れた耐衝撃性が求められる部位の素材として好適な、自動車用熱延鋼板に関する。

## 【0002】

【従来の技術】自動車用、家電用、機械構造用、建築用等に用いられる鋼材には、強度、加工性、韌性といった機械的性質が優れていることが要求される。このうち、強度については、従来から、種々の方法により高強度化した高張力鋼板が提案されている。例えば、フェライト単相組織で、Si、Mn、Pなどの固溶強化元素を添加した固溶強化型鋼板、あるいはNb、Tiといった炭化物形成元素を添加した析出強化型鋼板、あるいはフェライト相と、マルテンサイト、ベイナイトなどの第2相により強化した複合組織型(DP(Dual Phase))鋼板、あるいは結晶粒の微細化により強化した鋼板などが知られている。しかし、固溶強化型鋼板では、添加合金元素が多量となるため、コストアップを招くとともに、延性等の加工性が低下し、得られる強度にも限界がある等の問題があった。また、DP鋼板は、強度-延性バランスは良いが、穴抜け性に劣ること、第2相組織の調整のため圧延

後の厳密な冷却制御が要求されることなどいくつかの問題が残されていた。さらに、結晶粒微細化による高張力鋼では、降伏強さが高くなるため降伏比が高く、プレス成形性が低いという問題が残されていた。

【0003】また、高張力鋼においては、近年、低コストと高機能特性を両立できる高張力鋼板の開発に目標が移行しつつある。また、さらに、自動車用鋼板においては、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。このようしたことから、強度と、それ以外の韌性、加工性等の機械的性質を含め総合的に向上させる必要があり、高張力化に伴う延性、韌性、耐久比などの劣化を抑える目的で高張力鋼における組織の微細化が重要な課題となっている。

【0004】組織の微細化手段としては、大圧下圧延法、制御圧延法、制御冷却法などが知られている。大圧下圧延法については、例えば、特開昭58-123823号公報、特公平5-65564号公報に代表される提案がある。これらの提案における組織微細化機構の要点は、オーステナイト粒に大圧下を加え、 $\gamma \rightarrow \alpha$  歪誘起変態を促進させることにある。しかし、これらの方法は、ある程度の微細化は達成できるが、1パスあたりの圧下量を40%以上にするなど、一般的なホットストリップミルでは実現しがたいという問題に加えて、大圧下圧延により結晶粒が偏平となるため、機械的性質に異方性が生じたり、セパレーションにより破壊吸収エネルギーが低下するという問題もあった。

【0005】一方、制御圧延法、制御冷却法を適用した例として、NbもしくはTiを含む析出強化型鋼板がある。これらはNb、Tiの析出強化作用を利用して高張力化を図るとともに、Nb、Tiがそなえるオーステナイト粒の再結晶抑制作用を利用して低温仕上圧延を施し、未再結晶変形オーステナイト粒からの $\gamma \rightarrow \alpha$  歪誘起変態によってフェライト結晶粒を微細化するものである。しかし、これらの鋼板では、機械的性質の異方性が大きいという問題がある。例えば、プレス成形を施す自動車用鋼板などでは、成形限界は最も延性の劣る方向の特性水準によって決まるため、異方性の大きい鋼板では、組織を微細化した効果が特性として全く現れない場合がある。また、構造材等に用いた場合も同様で、構造用材等で重要な韌性、疲労強度などの異方性が大きくなり、組織を微細化した効果が特性として全く現れない場合がある。

【0006】また、特開平2-301540号公報には、素材鋼を少なくとも1部がフェライトからなる組織状態としておき、これを塑性加工を加えつつ変態点(A<sub>c1</sub>点)以上の温度域に昇温するか、この昇温に続いてA<sub>c1</sub>点以上の温度域に一定時間保持して、組織の1部または全部を一旦オーステナイトに逆変態させたのち、超微細オーステナイト粒を出現させ、その後冷却し平均結晶粒径が5  $\mu\text{m}$  以下の等方的フェライト結晶粒を主体とする組織とす

ることが記載されている。しかしながら、この方法によつても、完全には異方性を無くすることはできていない。

【0007】また、最近では、熱間圧延前のオーステナイト粒を極度に微細化して圧延し動的再結晶とさらに制御冷却を利用し、組織を微細化する方法が、例えば、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載されている。特開平9-87798号公報には、Mn: 1.0 ~ 2.5 wt%、Ti: 0.05 ~ 0.30 wt%、あるいはTi: 0.05 ~ 0.30 wt%およびNb: 0.30 wt%以下を含有するスラブを950 ~ 1100°Cの温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がAr<sub>3</sub>変態点以上となる熱間圧延を行つた後、20°C/s以上の冷却速度で冷却し、350 ~ 550°Cで巻き取り、平均結晶粒径10 μm未満のポリゴナルフェライト75体積%以上と、残留オーステナイト5 ~ 20体積%の組織とする高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0008】特開平9-143570号公報には、Ti: 0.05 ~ 0.3 wt%、Nb: 0.10 wt%以下のうちの1種または2種を含有する鋼を950 ~ 1100°Cの温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がAr<sub>3</sub>変態点以上となるように熱間圧延し、Ar<sub>3</sub>変態点~750 °Cを20°C/s以上の冷却速度で冷却し、750 °C未満~600 °Cの温度範囲で5 ~ 20sec間滞留させたのち、再び20°C/s以上の冷却速度で550 °C以下の温度まで冷却し、550 °C以下の温度で巻き取り、フェライト80体積%以上で平均フェライト粒径10 μm未満の極微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0009】特開平10-8138号公報には、Mn: 1.0 wt%以下、Ti: 0.05 ~ 0.30 wt%、あるいはTiの全部または1部に代え、その2倍量のNbを含有する鋼スラブを950 ~ 1100°Cの温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がAr<sub>3</sub>変態点以上となる熱間圧延を施した後、20°C/s以上の冷却速度で冷却し、350 ~ 550 °Cで巻き取り、フェライトと残留オーステナイトからなる超微細粒組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0010】また、最近では、さらに、自動車用鋼板において、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。このような要求に対し、例えば、特開平10-195588号公報には、wt%で、C: 0.02 ~ 0.2 %、Si: 0.1 ~ 1.5 %、Mn: 0.5 ~ 3.0 %、S: 0.010 %以下を含み、P: 0.03 ~ 0.15 %、Cr: 0.1 ~ 2.0 %、Mo: 0.1 ~ 1.0 %から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、平均粒径10 μm以下のフェライト相が80 ~ 97%を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の0.2 ~ 1.5倍であるマルテンサイトを主体とする第2相からなる成形性と耐衝突特性に優れる熱延高張

力鋼板が開示されている。

#### 【0011】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載された技術は結晶粒の微細化に主眼をおいたものであるが、得られる粒径はせいぜい3.6 μm程度までであった。また、これらの技術を用いて製造された鋼板では、強度および延性は向上するが、とくに自動車用鋼板の加工性という観点からは、機械的特性の異方性が大きく、強度一伸びバランスがまだ十分とは言えず、また、自動車の安全性向上に要求される耐衝撃性を本質的に改善するものではなかった。

【0012】自動車が走行中に衝突した場合を考慮し要求される耐衝撃性は、歪速度が1 ~ 10<sup>4</sup> (s<sup>-1</sup>)の衝撃的な変形を伴う高歪速度で変形した場合の吸収エネルギーで評価するなど、動的に評価する必要があり、従来からの静的評価では、自動車の安全性向上に対する本質的な改善とはなり得ないのである。その点、特開平10-195588号公報に記載された技術では、動的評価を行つておらず、製造された高張力鋼板は、従来に比べ、成形性や耐衝撃特性は向上している。しかし、現在要求されている自動車用鋼板の加工性、耐衝撃性という観点からは、まだ十分とは言えず、強度一穴抜げ加工性バランス、強度一伸びバランスがまだ不十分であった。

【0013】本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、超微細粒を有し、耐衝撃性に優れ、さらに強度一伸びバランス、強度一穴抜げ加工性バランスにも優れた熱延鋼板を提供することを目的とする。

#### 【0014】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成すべく、自動車の衝突時の部材の変形について鋭意研究した結果、耐衝撃性の指標として、歪速度1000/sにおける単位体積当たりの変形エネルギーを採用することに想到した。自動車の衝突時、部材が変形する際の歪速度は1000/s以下であり、しかも変形部の歪はほとんどが真歪で0.1以下であることから、部材の耐衝撃性を評価するには、歪速度1000/sで、歪量0.1までに費やされる変形エネルギーが非常に重要となる。本発明者らは、さらに研究を進めた結果、歪速度1000/sで、真歪量0.1まで変形される際に費やされる変形エネルギーが60MJ/m<sup>3</sup>以上あれば、自動車衝突時の安全性の観点から十分な耐衝撃性を有しているという結論を得た。

【0015】本発明者らは、上記した知見に基づいて、歪速度1000/sで、真歪量0.1までに費やされる変形エネルギーと、熱延鋼板組織の関係を調査した。熱延鋼板の組織として、フェライトの平均結晶粒径、第2相の平均結晶粒径、第2相中のマルテンサイトの体積率を選び、組成、製造条件を変化しこれら要因を広範な範囲に変化した。歪速度1000/sで、真歪量0.1までに費やさ

れる変形エネルギーによよばず第2相の平均結晶粒径の影響を図1に示す。

【0016】図1から、第2相の平均結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 以下とすることにより、変形エネルギーが顕著に増加することがわかる。また、この第2相の平均結晶粒径の微細化による変形エネルギーの増加は、主相であるフェライトの平均結晶粒径を $3\mu\text{m}$ 未満とすることによりさらに顕著となる。また、フェライトの平均結晶粒径を $3\mu\text{m}$ 未満とし、第2相をマルテンサイト80体積%（第2相全体に対する比率）以上とすることにより、変形エネルギーが $90\text{MJ}/\text{m}^3$ まで増加する。このようなことから、本発明者らは、フェライトの平均結晶粒径を $3\mu\text{m}$ 未満とし、第2相の平均結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 以下とし、さらに第2相をマルテンサイト80体積%（第2相全体に対する比率）以上を有する第2相とすることにより、安定して $60\text{MJ}/\text{m}^3$ 以上の変形エネルギーが得られる、耐衝撃性に優れた熱延鋼板となるという新規な知見を得た。

【0017】本発明は、上記した知見に基づいて、さらに検討を加え完成させたものである。すなわち、本発明は、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、主相と第2相とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が $3\mu\text{m}$ 未満、前記第2相の平均粒径が $5\mu\text{m}$ 以下、前記第2相が第2相全体に対する比率（面積率）でマルテンサイトを80~95%含み、残部がペイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上からなり、歪速度 $1000/\text{s}$ における単位体積当たりの変形エネルギーが $60\text{MJ}/\text{m}^3$ 以上であることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板である。

【0018】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、A群：Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、B群：Cu : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【0019】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好まし

い。

【0020】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、A群：Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種、B群：Cu : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上、を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【0021】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、A群：Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種、C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下、含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【0022】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、B群：Cu : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上、C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下、含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【0023】また、本発明では、前記組成が、重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.5 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.10%以下を含み、さらに、A群：Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種、B群：Cu : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上、C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下、含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

#### 【0024】

【発明の実施の形態】本発明の熱延鋼板は、変形に際し、歪速度 $1000/\text{s}$ における単位体積当たりの変形エネルギーが $60\text{MJ}/\text{m}^3$ 以上である熱延鋼板である。変形エネルギーが $60\text{MJ}/\text{m}^3$ 未満では、耐衝撃性が低く、自動車の衝突安全性の確保のために多量の鋼材を要する。

【0025】まず、本発明の熱延鋼板の化学組成の限定理由について説明する。

C : 0.01~0.3 %、

Cは、安価な強化成分であり、所望の鋼板強度に応じ必要量を含有させる。C含有量が0.01%未満では、結晶粒が粗大化し、本発明で目的とするフェライトの平均粒径 $3\mu\text{m}$ 未満を達成できなくなる。また、C含有量が0.3

%を超えると、加工性が劣化するとともに溶接性も劣化する。このため、Cは0.01~0.3 %の範囲とする。より好ましくは、0.05~0.2 %の範囲である。

#### 【0026】Si : 2.0 %以下

Siは、固溶強化成分として良好な強度一伸びバランスを維持しながら強度上昇に有効に寄与する。また、フェライトの生成を抑制し所望の第2相体積率を有する組織を得るうえで有効に作用するが、過剰な添加は、Ar<sub>3</sub>変態点を上昇させるため好適な圧延温度範囲を狭くするうえ、過剰なマルテンサイトを生成しやすくし、穴抜け性を劣化させる。このため、Siは2.0 %以下とする。なお、好ましくは0.1~1.0 %である。

#### 【0027】Mn : 3.0 %以下

Mnは、Ar<sub>3</sub>変態点を低下させる作用を通じ結晶粒の微細化に寄与し、また、第2相の形成を進展させる作用を通じ、耐衝撃性、強度一延性バランスを高める作用を有する。さらに、有害な固溶SをMnSとして無害化する作用を有する。しかし、多量の添加は鋼を硬質化し、却って強度一延性バランスを劣化させる。このようなことから、Mnは3.0 %以下とする。なお、より好ましくは0.05 %以上、さらに好ましくは0.5~2.0 %である。

#### 【0028】P : 0.5 %以下

Pは、強化成分として有用であり、所望の鋼板強度に応じ添加することができるが、過剰の添加は、Pが粒界に偏析し脆化の原因となる。このため、Pは0.5%以下とする。なお、過剰な低減はコスト高となることもあり、好ましくは0.001~0.2 %、より好ましくは0.005~0.2 %である。

#### 【0029】Ti : 0.03~0.3 %

Tiは、TiCとして存在して、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化し、それ以降の熱間圧延過程での動的再結晶を誘起させるために有効に作用する。また、TiCとして析出することにより主相であるフェライトを強化する。この主相の強化により、耐衝撃性が向上する。このような作用を發揮させるためには、少なくとも0.03%以上の含有が必要であるが、0.3 %を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Tiは0.03~0.3%の範囲とする。なお、より好ましくは、0.05~0.20%である。

#### 【0030】Al : 0.10%以下

Alは、脱酸剤として作用し、0.10%以下に限定する。本発明ではSi、Tiを比較的多量に添加するため、その一部を利用してSi脱酸、Al-Si複合脱酸、Si-Ti脱酸などもできる。このような場合は、Al添加量は減少することができるが、0.0005%以上とするのが好ましい。

#### 【0031】A群：Nb : 0.3 %以下、V : 0.3 %以下から選ばれた1種または2種

Nb、Vは、いずれも炭窒化物を形成し、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化する作用を有しており、必要に応じ、Tiと重畳して含有することにより、

さらに動的再結晶の発生に有効に作用する。しかし、0.3 %を超えて多量に含有しても効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Nb、Vとも0.3 %以下とするのが望ましい。

#### 【0032】B群：Cu : 1.0 %以下、Mo : 1.0 %以下、Ni : 1.0 %以下、Cr : 1.0 %以下から選ばれた1種または2種以上

Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも強化成分として、必要に応じ、含有することができるが、多量の含有はかえって強度一延性バランスを劣化させる。このため、Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも1.0 %以下とするのが望ましい。なお、上記した作用効果を十分に發揮するためには、少なくとも0.01%以上含有させるのが好ましい。

#### 【0033】C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005 %以下

Ca、REM、Bは、いずれも硫化物の形状制御や粒界強度の上昇を通じ加工性を改善する効果を有しており、必要に応じ含有することができる。しかし、過剰な含有は、清浄度や再結晶性に悪影響を及ぼす恐れがあるため、合計で0.005 %以下とするのが望ましい。

#### 【0034】本発明の熱延鋼板は、上記した組成以外は、残部Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、S : 0.003 %以下、N : 0.005 %以下許容できる。Sは、MnS等の非金属介在物を形成し、延性を低下させるため、できるだけ低減するのが望ましいが、経済性の観点からは0.003 %まで許容できる。なお、好ましくは0.002 %以下である。

【0035】つぎに、本発明の熱延鋼板の組織について説明する。本発明の熱延鋼板の組織は、フェライトを主

30 相とし、主相と第2相から成る組織である。主相のフェライトの平均粒径を3  $\mu\text{m}$  未満、第2相の平均粒径を5  $\mu\text{m}$  以下とする。フェライトの平均粒径が3  $\mu\text{m}$  以上では、延性、韌性の向上が少なく、さらに高歪速度での変形エネルギーが小さく、耐衝撃性の改善が少ない。このため、フェライトの平均粒径は3  $\mu\text{m}$  未満とした。

【0036】また、第2相の平均粒径が5  $\mu\text{m}$  を超えると、高歪速度での変形エネルギーが小さく、耐衝撃性が劣化するとともに、延性、韌性の向上が少ない。このため、第2相の平均粒径は5  $\mu\text{m}$  以下とした。本発明の熱

40 延鋼板においては、第2相は、マルテンサイトを主とし、残部がペイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上からなる。第2相中には、マルテンサイトが、第2相全体に対する比率(体積率)で80~95%含まれる。第2相中のマルテンサイトが80体積%未満では、高歪速度での変形エネルギーが低下し耐衝撃性が低下する。また、第2相中のマルテンサイトが95体積%を超えると、TS-穴抜けバランスが劣化する。このため、第2相中のマルテンサイトの量は、第2相全体に対する比率(体積率)で80~95%の範囲に限50 定した。

【0037】マルテンサイト以外の第2相の残部は、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上とする。なお、本発明においては、フェライト、第2相の平均粒径は、常法に従い、圧延方向断面における平均粒径とする。つぎに、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

【0038】上記した成分組成範囲に調整した溶鋼を、連続鋳造または造塊一分塊圧延により圧延素材とし、この圧延素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とする。熱間圧延は、圧延素材を、一旦冷却したのち再加熱する再加熱圧延としても、直送圧延やホットチャージローリングとしてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、1150°C以下に加熱するのが望ましい。また、直送圧延する場合も、1150°C以下まで冷却したのち圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。

【0039】上記した温度の圧延素材に熱間圧延を実際に、本発明では、動的再結晶温度域、好ましくは動的再結晶低温域で少なくとも5パス以上の繰り返し圧下を施すのが好ましい。動的再結晶域で繰り返し圧下をすることにより、オーステナイト粒が微細化される。比較的低温で動的再結晶を起こさせる回数が多くなるほどオーステナイト粒の微細化が進行するため、動的再結晶低温域で少なくとも5パス以上、しかも連続する5パス以上で圧下するのが好ましい。5パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、平均フェライト粒径3μm未満の微細粒を達成しにくい。

【0040】また、動的再結晶温度域での圧下率は、動的再結晶が生ずる範囲であれば特に限定されるものではないが、動的再結晶域での最終圧下を除き、1パス当たり4~20%、好ましくは20%未満とするのが望ましい。1パス当たりの圧下率が4%未満では、動的再結晶が生じない。一方、1パス当たりの圧下率が20%を超えると、機械的特性、とくに伸びの異方性が高くなる。なお、動的再結晶温度域での最終圧下は、第2相の微細化を図るために、圧下率13~30%とするのが好ましい。圧下率が13%未満では、圧下による微細化の効果は少なく、一方、30%を超えて微細化の増加程度は少なく、却て圧延負荷が増大する。

【0041】本発明でいう動的再結晶域温度は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電波工機製「加工フォーマスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪-応力の関係から決定するものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、圧下率、圧下配分等で変化するが、850~1100°Cの温度範囲内で、通常250~100°Cの幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶温度域の温度幅は、1パス当たりの圧下率が高いほど、拡大する。

【0042】ところで、組織微細化の点からは、動的再

結晶温度域のできるだけ低い温度域での圧延が、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態サイトが増加し有利である。そこで、本発明では、動的再結晶温度域での圧延に際し、動的再結晶低温域において、5パス以上の圧下を行なうのが好ましい。ここで動的再結晶低温域とは、（動的再結晶温度域の下限温度）+80°C以下、好ましくは50°C以下とする。

【0043】なお、第2相が凝集状に存在することは材質の異方性を低減する上で好ましくなく、島状（第2相の粒径以下の間隔で他の第2相が存在する比率が20%以下）に分布していることが好ましい。上記熱延条件により、島状の第2相分布を得ることができる。なお、熱間圧延時においては、潤滑をしつつ圧下を行ってもよいことは、いうまでもない。

【0044】本発明では、動的再結晶温度域、好ましくは動的再結晶低温域での圧延以外の圧延条件はとくに限定されないが、圧延仕上げ温度はAr<sub>3</sub>変態点以上とする。圧延仕上げ温度（FDT）がAr<sub>3</sub>変態点未満では、鋼板の延性、韌性が劣化するためである。上記した条件で熱間圧延を終了した熱延鋼板においては、この時点でのオーステナイト粒はほぼ等軸の結晶粒となっており、熱間圧延終了後直ちに冷却する直急冷を行えば、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態核が多く、フェライト粒の粒成長が抑制され組織が微細化される。このため、圧延終了後2sec以内、好ましくは1sec以内に冷却を開始するのが好ましい。冷却開始が圧延終了後2secを超えると、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態核のサイトが減少し、 $\alpha$ 粒の粒成長が起り、3μm未満のフェライト粒を得ることが困難となる。

【0045】また、冷却速度は30°C/sec以上とするのが好ましい。冷却速度が30°C/sec未満では、フェライト粒の粒成長が生じ、微細化が達成できないうえ、第2相を微細にすることが難しくなる。圧延終了後、急冷することにより、巻き取りまでにTi系析出物の析出が促進されフェライトが析出強化される。また、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が促進されフェライト粒の微細化が促進される。

【0046】本発明では、熱延板は、熱間圧延終了後、2sec以内に冷却を開始し、30°C/s以上の冷却速度で冷却し、好ましくは350~550°Cの温度範囲でコイルに巻き取るものとする。この範囲の温度で巻取ることにより、第2相がマルテンサイト主体の組織となる。しかし、巻取温度が550°Cより高いと、第2相がパーライト主体の組織となりフェライト粒の粒成長が起りやすくなる。一方、巻取温度が350°C未満と低すぎると、巻き取りが困難となる。このようなことから、巻取温度は350~550°Cの温度範囲内とするのが望ましい。

【0047】ところで、第2相のマルテンサイト量を所定の目標値に制御するには、上記に述べた要件の他に、従来知見に従い熱間圧延後の冷却パターンを調整すればよいが、主相であるフェライトの平均粒径が3μm未満、第2相の平均粒径が5μm以下という要件を満足させるためには仕上圧延直後の結晶粒径も細かくする必要

11

があり、このためオーステナイト形成元素の濃縮が起きにくく、第2相の80～95体積%をマルテンサイトすることは、従来容易でなかった。

【0048】本発明者らは、上記各組織要件を達成すべく種々調査した結果、前記の熱間圧延条件のうち、とりわけ動的再結晶域における圧下率および圧下回数、ならびに巻取り温度の管理がマルテンサイトの形成促進に影響が大きいとの知見に至った。すなわち、動的再結晶域における最小圧下率が4～20%、好みくは20%未満であり、かつ動的再結晶域におけるパス数が5回以上であり、さらには巻取り温度が550°C以下であるという条件下で上記要件を満たす組織を安定して得ることができます。

【0049】このような熱間圧延条件が必要とされる理由は次の如く推測される。低温巻取りおよび動的再結晶における軽圧下・多回圧下には、巻取り前の熱延鋼板の結晶粒径を細粒化する効果の他に、歪の蓄積・保持により粒内へのC濃化を促進させる効果もあり、この結果、細粒でありながらマルテンサイト比率を高める効果があるものと考えられる。

#### 【0050】

【実施例】表1に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法によりスラブ（圧延素材）とした。これらスラブを表2に示す種々の条件で加熱、熱間圧延、圧延後冷却を行つ\*

鋼 No	化学成分 (wt %)							
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	その他
A	0.12	0.55	1.5	0.01	0.0010	0.12	0.020	
B	0.08	0.65	1.2	0.01	0.0010	0.09	0.021	Nb:0.005
C	0.07	0.58	1.8	0.01	0.0015	0.07	0.022	Mo:0.01, V:0.04
D	0.14	0.45	0.8	0.03	0.0015	0.11	0.021	Cr:0.20, REM:0.02
E	0.13	0.35	1.7	0.08	0.0015	0.09	0.022	Ni:0.05, Nb:0.01, Ca:0.005
F	0.05	0.60	1.6	0.04	0.0010	0.07	0.021	V:0.05, Cu:0.01
G	0.005	0.70	3.5	0.02	0.0015	0.005	0.020	
H	0.13	2.8	1.2	0.02	0.008	0.07	0.020	
I	0.07	0.6	1.4	0.03	0.0015	0.4	0.021	V:0.5, Ni:0.04, B:0.002
J	0.009	0.9	1.8	0.03	0.009	0.12	0.021	REM:0.002
K	0.14	0.6	1.4	0.01	0.003	0.15	0.020	Mo:0.3
L	0.11	0.7	1.3	0.01	0.003	0.11	0.021	B:0.002
M	0.09	0.8	0.8	0.01	0.00	0.02	0.035	

【0055】

※ ※ 【表2】

12

\*で熱延鋼板（板厚1.6～3.6mm）とした。なお、製造条件No.3、No.5は、潤滑圧延を実施した。また、圧延仕上温度はすべてAr<sub>3</sub>変態点以上とした。

【0051】得られたこれらの鋼板について、組織、引張特性、耐衝撃性、穴抜げ加工性を調査し、表3に示す。組織は、鋼板の圧延方向断面について、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡を用いて、フェライトの体積率、全厚にわたる平均粒径および第2相の組織、体積率、粒径を測定した。

10 【0052】また、引張特性は、鋼板の圧延方向について、JIS 5号試験片により引張特性（降伏点YS、引張強さTS、伸びE1）を測定した。耐衝撃性は、鋼板の圧延方向について、JIS 13号B試験片により、引張試験機を用いて歪速度1000/sで引張変形を実施し、応力一歪曲線から真歪0.1までの変形エネルギーを求め、評価した。

【0053】また、穴抜げ加工性は、鋼板に10mmφ(D<sub>0</sub>)の打抜き穴を加工したのち、頂角60°の円錐ポンチで押し広げる加工を施し、割れが板厚を貫通した直後の

20 穴径Dを求め、 $\lambda = \{(D - D_0) / D_0\} \times 100\%$ から求められる入値で評価した。これらの結果を表3に示す。

【0054】

【表1】

13

14

鋼 板 No	鋼 No	X57 加熱 温度 ℃	熱間圧延						熱間圧延後 冷却条件			巻取 温度 ℃	
			動的再結晶 温度域 ℃			動的再結晶低減での圧下			上 限 温度 ℃	上 板 厚 mm	冷 却 時間 sec	冷 却 速度 ℃/s	
			火数	最小 圧下率 %	圧下率 %	温度差** △T ℃							
1		1200	—	0	—	—	—	850	3.5	0.3	80	550	
2	A	1100	950 ~ 1050	5	18	68	50	800	3.1	0.3	50	450	
3		1000	870 ~ 980	7	15	78	50	800	2.3	0.3	50	400	
4		1000	870 ~ 980	7	15	78	50	800	3.0	0.3	50	600	
5	B	1050	840 ~ 1000	6	18	73	50	880	2.2	2.2	30	550	
6		1050	840 ~ 1000	6	18	73	50	830	3.4	0.3	50	450	
7	C	1080	850 ~ 1050	5	15	61	50	780	1.8	0.3	50	400	
8	D	1120	920 ~ 1080	6	15	70	50	750	2.0	0.3	80	470	
9	E	1030	880 ~ 1020	6	18	78	50	800	2.5	0.5	50	500	
10	F	1150	950 ~ 1100	6	18	75	50	820	2.0	0.4	40	400	
11		1050	900 ~ 1030	4	18	62	50	800	3.3	0.3	40	550	
12	G	1080	900 ~ 1020	6	18	75	50	850	3.6	0.5	50	500	
13	H	1080	900 ~ 1030	6	18	75	50	800	2.8	0.3	50	500	
14	I	1110	940 ~ 1080	5	15	61	50	820	2.0	0.3	50	530	
15	J	1040	930 ~ 1020	5	15	61	50	810	2.3	0.3	50	500	
16	K	1050	850 ~ 950	6	18	75	50	800	1.8	0.3	50	500	
17	L	1080	870 ~ 960	6	18	75	50	850	2.0	0.5	80	450	
18	M	1010	—	0	—	—	—	800	2.2	0.5	70	550	
18	A	1000	870 ~ 980	5	25	78	50	800	2.3	0.5	50	550	

\*\*)  $\Delta T_d$ : (動的再結晶域圧延開始温度) - (動的再結晶の下限温度)

【0056】

\*20\* 【表3】

鋼 板 No.	フェライト 平均 粒径 $\mu\text{m}$	第2相		引張特性						耐衝撃性			備 考	
		平均 粒径 $\mu\text{m}$	体積 %	複数(体積率) M.%		その他		引張 強度 $\text{MPa}$	伸び % E1	降伏 強度 $\text{MPa}$	YR %	$\text{TS} \times \text{E1}$ $\text{MPa} \cdot \%$		
				その他	分布*									
1	6.6	60	8.5	20	20	B	x	490	610	25	80	15250	30	
2 A	2.3	80	3.5	20	85	7	○	450	600	35	75	21000	80	
3	1.3	80	3.8	20	85	7	○	510	620	36	82	22320	75	
4	2.8	85	4.5	15	70	P, B	○	500	605	34	82	20570	55	
5 B	4.8	85	5.5	15	20	B, P	x	420	540	34	77	18360	30	
6	0.9	80	3.2	20	85	B, 7	○	540	648	34	83	22032	95	
7 C	2.2	80	2.7	20	85	7	○	570	670	34	85	22180	92	
8 D	1.8	80	3.5	20	85	P	○	475	580	38	82	22040	106	
9 E	2.1	75	2.9	25	85	T, B	○	560	710	32	79	22120	88	
10 F	2.2	75	2.5	25	90	T, B	○	610	740	31	82	22940	84	
11 J	3.6	75	5.9	25	65	T, B, P	○	520	640	27	81	17280	25	
12 G	2.0	70	3.6	30	97	B, 7	○	460	580	35	79	20300	95	
13 H	2.1	70	3.7	30	96	B, 7	○	540	610	34	88	20740	55	
14 I	2.7	80	4.8	20	75	B	○	540	600	32	80	19200	52	
15 J	1.5	98	9.5	2	1	P, B	—	370	480	41	85	19680	20	
16 K	2.1	80	3.5	20	85	B, 7	○	520	650	35	80	22750	95	
17 L	1.8	80	3.2	20	85	7	○	665	710	31	79	22010	100	
18 M	5.8	80	9.0	20	25	P, B	x	520	640	30	81	19200	20	
19 A	2.7	80	4.4	20	70	B	○	610	610	33	84	20130	55	

\*) ○：島状、x：非島状、—：なし

【0057】本発明例の鋼板は、いずれもフェライトの平均粒径が3  $\mu\text{m}$  未満で、かつ第2相の平均粒径が5  $\mu\text{m}$  以下で、第2相中のマルテンサイト量が80~95体積%である組織を有し、歪速度1000/ $\text{s}$  で真歪0.1までの変形エネルギーが60MJ/ $\text{m}^3$  以上と耐衝撃性に優れ、TS × E1値が22000MPa · %以上と高く、さらに入値が90%以上と強度に対し高い穴抜げ加工性を有し TS × λ 値が54000MPa · %以上と強度一穴抜げ加工性に優れ、耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板となっている。

【0058】これに対し、組成範囲が外れ、フェライト平均粒径が大きく、さらに第2の平均粒径が大きく、第2相中のマルテンサイト量が少ない、本発明の範囲を外れる比較例（鋼板No.1、No.4、No.5 No.11 ~15、No.1\*

\*8、No.19) は、高歪速度における変形エネルギーが60 MJ/ $\text{m}^3$  未満と少なく、耐衝撃性が劣化しており、さらに TS × E1 値、TS × λ 値が低くなっている。

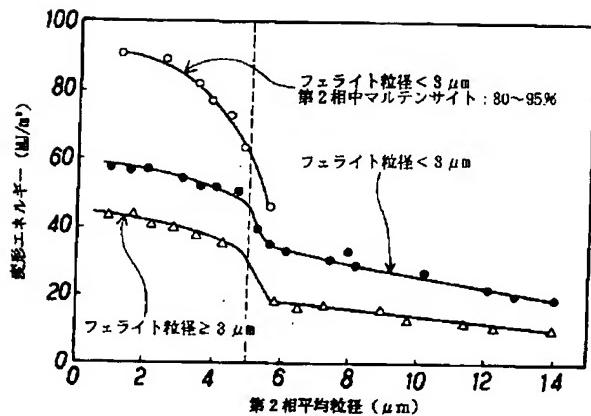
#### 【0059】

40 【発明の効果】本発明によれば、超微細粒を有し、良好な機械的特性を具備し、さらに優れた強度ー伸びバランス、強度ー穴抜げ加工性バランスを有し、耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板を安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】高歪速度での変形エネルギーによばず第2相の平均粒径の影響を示すグラフである。

【図1】




---

フロントページの続き

(72)発明者 比良 隆明

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内